

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5241734号
(P5241734)

(45) 発行日 平成25年7月17日(2013.7.17)

(24) 登録日 平成25年4月12日(2013.4.12)

(51) Int. Cl. F I
C 2 2 C 38/00 (2006.01) C 2 2 C 38/00 3 0 1 M
C 2 2 C 38/60 (2006.01) C 2 2 C 38/60

請求項の数 6 (全 13 頁)

(21) 出願番号	特願2009-543945 (P2009-543945)	(73) 特許権者	592000691
(86) (22) 出願日	平成19年12月27日(2007.12.27)		ポスコ
(65) 公表番号	特表2010-514929 (P2010-514929A)		大韓民国, キョン サン ブクード, ポハン シティ, ナムーク, コエ ドンードン 1
(43) 公表日	平成22年5月6日(2010.5.6)	(74) 代理人	100083806
(86) 国際出願番号	PCT/KR2007/006883		弁理士 三好 秀和
(87) 国際公開番号	W02008/082153	(74) 代理人	100095500
(87) 国際公開日	平成20年7月10日(2008.7.10)		弁理士 伊藤 正和
審査請求日	平成21年8月11日(2009.8.11)	(74) 代理人	100111235
(31) 優先権主張番号	10-2006-0137003		弁理士 原 裕子
(32) 優先日	平成18年12月28日(2006.12.28)	(72) 発明者	リー、 ヒョン ジク
(33) 優先権主張国	韓国 (KR)		大韓民国 790-300 キュンサンブクード ポハン ナムーグ コエドンードン1 ポスコ気付
(31) 優先権主張番号	10-2007-0104423		
(32) 優先日	平成19年10月17日(2007.10.17)		
(33) 優先権主張国	韓国 (KR)		

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 被削性及び熱間圧延性の優れた環境親和型無鉛快削鋼

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、炭素(C) 0.03~0.30%、シリコン(Si) 0.01~0.30%、マンガン(Mn) 0.2~2.0%、リン(P) 0.02~0.10%、硫黄(S) 0.06~0.45%、ビスマス(Bi) 0.04~0.20%、錫(Sn) 0.04~0.20%、硼素(B) 0.001~0.015%、窒素(N) 0.001~0.010%、全酸素(T[O]) 0.002~0.025%及び残部Feと不可避な不純物からなり、

錫、ビスマス、硫黄、マンガン、硼素及び窒素が下記式(1)乃至(3)からなるグループから選択された一つまたは二つ以上の関係を満たすことを特徴とする無鉛快削鋼。

【数1】

$$\frac{(Bi+Sn+S)}{Mn} \geq 0.4 \quad \dots (1)$$

【数 2】

$$\frac{Mn^3}{S} \geq 4.6 \quad \dots (2)$$

【数 3】

$$\frac{B}{N} \geq 2.0 \quad \dots (3) \quad 10$$

【請求項 2】

質量%で、炭素(C) 0.03~0.30%、シリコン(Si) 0.01~0.30%、マンガン(Mn) 0.2~2.0%、リン(P) 0.02~0.10%、硫黄(S) 0.06~0.45%、ビスマス(Bi) 0.04~0.20%、錫(Sn) 0.04~0.20%、硼素(B) 0.001~0.015%、窒素(N) 0.001~0.010%、全酸素(T[O]) 0.002~0.025%及び残部Feと不可避な不純物からなり、

鋼内部にMnO-SiO₂-Al₂O₃系またはCaO-SiO₂-Al₂O₃系またはこれらが混合された低融点複合酸化性介在物を含むことを特徴とする無鉛快削鋼。

【請求項 3】

前記MnO-SiO₂-Al₂O₃系介在物は、20~65質量%のMnO、25~60質量%のSiO₂及び0~30質量%のAl₂O₃からなることを特徴とする請求項2に記載の無鉛快削鋼。

【請求項 4】

前記CaO-SiO₂-Al₂O₃系介在物は、10~55質量%のCaO、35~65質量%のSiO₂及び0~25質量%のAl₂O₃からなることを特徴とする請求項2に記載の無鉛快削鋼。

【請求項 5】

前記低融点複合酸化性介在物は、線材5g毎に5個以上存在することを特徴とする請求項2に記載の無鉛快削鋼。

【請求項 6】

前記錫、ビスマス、硫黄、マンガン、硼素及び窒素は、下記式(1)乃至(3)からなるグループから選択された一つまたは二つ以上の関係を満たすことを特徴とする請求項2に記載の無鉛快削鋼。

【数 4】

$$\frac{(Bi+Sn+S)}{Mn} \geq 0.4 \quad \dots (1) \quad 40$$

【数 5】

$$\frac{Mn^3}{S} \geq 4.6 \quad \dots (2)$$

【数6】

$$\frac{B}{N} \geq 2.0$$

... (3)

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車精密油圧部品、事務自動化機器部品及び家電部品などの素材として使用される環境親和型無鉛快削鋼用鋼材に関し、特に、環境や人体に有害な鉛を代替することができる被削性向上元素だけでなく、精密脱酸によって鋼材に形成した低融点酸化性介在物を用いて、被削性を著しく向上させた親環境的な快削鋼用鋼材に関する。さらに、本発明は、高温延性が優れて熱間圧延の際にコーナークラックのような表面欠陥が発生しない親環境的な快削鋼用鋼材に関する。

【背景技術】

【0002】

快削鋼は、精密部品などに広く使用される素材であって、優秀な被削性を有することに特徴がある。快削鋼の優秀な被削性は、快削鋼内部に存在する金属性または非金属性介在物に起因する。工具を用いて鋼材を切削する時、工具チップ(Tip)と鋼材とが接触する部位で、MnSのような非金属性介在物が応力集中源として作用し、介在物と地鉄の界面でポイド(void)の生成と亀裂の成長を容易にし、切削に要求される力を減少させる。

【0003】

また、鉛のような金属性介在物は、切削加工熱によって比較的低い温度で溶融され、チップ(chip)と切削工具との界面において潤滑剤として作用するので、工具の摩耗を抑制し切削に必要な力を減少させる役割をする。

【0004】

したがって、快削鋼には、鋼材の被削性を高めるために、前記金属性または非金属性介在物を形成することができる元素を添加する。従来において主に用いられた非金属性介在物としてはMnSがあり、特に酸化物と混在した球形状のMnSが最も優秀な被削性を有する。

【0005】

一方、金属性介在物は一般的に被削性向上元素と呼ばれる。そのような被削性向上元素としては、鉛が最も代表的な元素である。鉛は、鉄に対する溶解度が低いので、快削鋼内部で金属性介在物として存在し易いだけでなく、327.5の適宜に低い融点を有するので、工具チップから発生する熱によって容易に溶融されることができる。

【0006】

よって、このような鉛は、被削性向上元素に要求される性質を十分揃えているので、現在まで鉛を含む快削鋼は、最も代表的な快削鋼として分類されており、切削加工に最も適合する鋼材として実用化されている。

【0007】

しかし、鉛を含む快削鋼は、切削作業リサイクル過程で鉛蒸気を発生させることがあり、鋼材に存在する鉛は人体に有害であるため、以前からこれを代替する必要性が提起されてきた。

【0008】

かかる鉛を含む快削鋼を代替するよう開発された鋼材としては、ビスマス(Bi)快削鋼を挙げることができる。前記ビスマスも低融点金属であり鉄に対する溶解度が低いので、被削性向上に非常に有利である。

【0009】

しかし、ビスマスは、その融点が約209で、鉛に比べて120程度低いため、より溶解され易いだけでなく、鉛に比べて低い表面張力により濡れ性(wettability)が高いという特徴を有する。このような特徴によって、鋼材の結晶粒系脆化を引き起こす問題が発生する。

【0010】

これにより、ビスマス快削鋼には、鉛快削鋼に比べて、結晶粒系脆化による高温延性の低下で、熱間圧延性が著しく低下するという問題がある。さらに、被削特性も鉛快削鋼よりは劣るため、ビスマス快削鋼が鉛快削鋼を代替するにはまだ様々な問題点が存在する。

【0011】

しかし、鉛快削鋼も多様な問題点を有している。特に、最近CNC工作機械の普及拡散が急速に増加して、高速切削加工及び自動化が行われている。このような高速切削工程時、切削工具の特定成分、例えば、超硬工具の場合に最も重要な構成元素であるタングステン(W)が1000以上の加工熱によりチップ(chip)に高い速度で拡散する現象が発生する。このようなタングステンのような成分の拡散によって、切削工具が急激に摩耗されるおそれがある。

【0012】

特に、鉛快削鋼は、このような熱的拡散による工具の摩耗を効果的に防ぐことができないと知られているので、高速切削の側面からも、被削性の優れた快削鋼の開発が要求されている。

【発明が解決しようとする課題】

【0013】

本発明は、上記のような問題点を解決するためのものであって、その目的は、鉛のような環境または人体に有害な元素を代替することができるビスマスと錫を鋼材に添加して、親環境的な特性を有し、高速切削過程で発生し得る工具の摩耗を抑制することができる低融点複合酸化性介在物の形成により、優秀な被削性を確保するとともに、マンガンと硼素などの元素を最適の比率で添加して、優秀な熱間圧延性を有する環境親和型無鉛快削鋼を提供することにある。

【課題を解決するための手段】

【0014】

本発明は、質量%で、炭素(C)0.03~0.30%、シリコン(Si)0.01~0.30%、マンガン(Mn)0.2~2.0%、リン(P)0.02~0.10%、硫黄(S)0.06~0.45%、ビスマス(Bi)0.04~0.20%、錫(Sn)0.04~0.20%、硼素(B)0.001~0.015%、窒素(N)0.001~0.010%、全酸素(T[O])0.002~0.025%及び残部Feと不可避な不純物からなり、

錫、ビスマス、硫黄、マンガン、硼素及び窒素が下記式(1)乃至(3)からなるグループから選択された一つまたは二つ以上の関係を満たすことを特徴とする被削性及び熱間圧延性の優れた環境親和型無鉛快削鋼を提供する。

【数1】

$$\frac{(Bi+Sn+S)}{Mn} \geq 0.4 \quad \dots (1)$$

【数2】

$$\frac{Mn^3}{S} \geq 4.6 \quad \dots (2)$$

10

20

30

40

50

【数3】

$$\frac{B}{N} \geq 2.0 \quad \dots (3)$$

【0015】

さらに本発明は、質量%で、炭素(C) 0.03 ~ 0.30%、シリコン(Si) 0.01 ~ 0.30%、マンガン(Mn) 0.2 ~ 2.0%、リン(P) 0.02 ~ 0.10%、硫黄(S) 0.06 ~ 0.45%、ビスマス(Bi) 0.04 ~ 0.20%、錫(Sn) 0.04 ~ 0.20%、硼素(B) 0.001 ~ 0.015%、窒素(N) 0.001 ~ 0.010%、全酸素(T[O]) 0.002 ~ 0.025%及び残部Feと不可避な不純物からなり、鋼内部にMnO - SiO₂ - Al₂O₃系またはCaO - SiO₂ - Al₂O₃系またはこれらが混合された低融点複合酸化性介在物を含むことを特徴とする被削性及び熱間圧延性の優れた環境親和型無鉛快削鋼を提供する。

【発明の効果】

【0016】

本発明によれば、従来の鉛含有快削鋼に劣らない、または優秀な被削性を有しながらも環境親和的な無鉛快削鋼を提供することができる。さらに、本発明は、高温延性が優れて、熱間圧延の際に表面の欠陥発生を最小化することができるので、熱間圧延生産性の向上に大きな効果がある。

【発明を実施するための形態】

【0017】

本発明は、成分系、成分間の関係、低融点複合酸化性介在物の数を各々またはこれらの組合せを調節することにより、低速切削加工のみならず高速切削加工過程においても優秀な特性を有する無鉛快削鋼を提供する。

【0018】

以下、本発明の無鉛快削鋼を構成する成分系について詳しく説明する。

【0019】

炭素(C) : 0.03 ~ 0.30 質量%

炭素は、表面粗度及び機械的性質を確保するために、0.03 質量%以上、好ましくは、0.05 質量%以上が添加されるべきである。しかし、0.30 質量%を超えると、硬いパーライト組織の増加により被削性の減少をもたらす。

【0020】

シリコン(Si) : 0.01 ~ 0.30 質量%

シリコンは、脱酸剤として作用してSiO₂を生成し、高速切削の際に熱的拡散による工具の摩耗を最小化できる低融点複合酸化性介在物の形成のために、0.01 質量%以上、好ましくは、0.05 質量%以上添加されるべきである。しかし、0.30 質量%を超えると、高融点介在物またはSiO₂単独介在物が形成されて、むしろ工具の摩耗速度が著しく増加する。

【0021】

マンガン(Mn) : 0.2 ~ 2.0 質量%

マンガンは、MnS介在物を形成して硫黄(S)による赤熱脆性を防止することができるので、0.2 質量%以上を添加することが好ましい。しかし、2.0 質量%を超えるとフェライトを固溶強化させて、被削性の減少をもたらす。マンガンは脱酸剤として作用し、MnOを形成してMnS介在物の核としても作用する。

【0022】

リン(P) : 0.02 ~ 0.10 質量%

リンは、粒界に偏析されて被削性を向上させ、そのために0.02 質量%以上存在することが好ましいが、機械的性質と冷間加工性を確保するために、0.10 質量%を超えて

ならない。

【0023】

硫黄 (S) : 0 . 0 6 ~ 0 . 4 5 質量%

硫黄は、MnS 介在物を形成して、切削作業の際に構成刃先の生成を抑制して切削工具の摩耗を減らし、被削材の表面粗度を改善する役割をする。そのために、硫黄は 0 . 0 6 質量% 以上添加されるべきである。しかし、硫黄の量が多くなれば、低融点の FeS 生成が容易になって、高温延性を減少させ、熱間圧延性が低下するするため、0 . 4 5 質量% を超えてはならない。

【0024】

ビスマス (Bi) : 0 . 0 4 ~ 0 . 2 0 質量%

ビスマスは、鋼材に添加すると金属介在物として単独で存在するかまたは MnS 介在物に付着する。ビスマスは、切削時に加工熱によって容易に溶解されて切削特性を向上させ、チップ (chip) と切削工具との間で潤滑被膜として作用して、摩擦力を減少させ、切削工具の摩耗を抑制する。ビスマスの含量が 0 . 0 4 質量% より少ないと被削効果が減少し、一方、0 . 2 0 質量%、好ましくは 0 . 1 6 質量% 超えると鑄造性と圧延性が低下する。よって、ビスマスの含量は、0 . 0 4 ~ 0 . 2 0 質量% に限定することが好ましい。

10

【0025】

錫 (Sn) : 0 . 0 4 ~ 0 . 2 0 質量%

錫は、鉛と類似の役割をすることができる元素である。すなわち、錫は、鋼の被削性を向上させるメカニズムの一つの液状金属脆化と同じ役割をすることができる。具体的に、このような現象は、錫がフェライト結晶粒系に移動して偏析され、粒界結合エネルギーを減少させることにより粒界破壊を容易にすることで現われる。よって、錫による被削性向上の効果を得るためには、0 . 0 4 質量% 以上の錫が添加されることが要求される。しかし、0 . 2 0 質量%、好ましくは 0 . 1 6 質量% を超えると鑄造性及び圧延性が低下するので、0 . 0 4 ~ 0 . 2 0 質量% に限定することが好ましい。

20

【0026】

硼素 (B) : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 1 5 質量%

オーステナイト粒界に偏析された硼素は、結晶粒系を強化させて、高温延性を向上させる。また、従来から黒鉛を含有する鋼は優秀な被削性を有すると知られているが、鋼内部で硼素が窒素と反応して、黒鉛と類似の結晶構造と物理的特性を有する BN (Boron nitride) が生成されると、黒鉛を含有する鋼と等しい被削性向上の効果を得ることができるようになる。硼素は、0 . 0 0 1 質量% 未満ではその添加効果が非常に小さいので、0 . 0 0 1 質量% 以上添加する必要がある。一方、0 . 0 1 5 質量% を超えて添加する場合には、それ以上は効果の上昇を期待することができず、オーステナイト結晶粒界に硼素系窒化物の析出により粒界強度が低下して、熱間加工性が低下するおそれがあるので、0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 1 5 質量% に限定することが好ましい。

30

【0027】

窒素 (N) : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 1 0 質量%

窒素は、硼素とともに BN を形成するために 0 . 0 0 1 質量% 以上添加される必要がある。しかし、0 . 0 1 0 質量% を超えるとオーステナイト結晶粒系に偏析される有効硼素の量を減少させて、粒界強化の効果を減少させる。

40

【0028】

全酸素 (T [O]) : 0 . 0 0 2 ~ 0 . 0 2 5 質量%

酸素は、熱間圧延時の MnS 介在物延伸による被削性低下を防止するために、0 . 0 0 2 質量% 以上添加されることが要求される。しかし、切削加工の際、MnS 介在物の塑性変形能を確保するためには、0 . 0 2 5 質量% を超えてはならない。

【0029】

アルミニウム (Al) 及びカルシウム (Ca) : 各々 1 0 p p m 以下

アルミニウム及びカルシウムは、本発明で鋼中に形成される低融点複合酸化性介在物の

50

形成に必要であるが、意図的に添加する必要はなく、スラグなどに自然に含まれる量で十分である。このようなアルミニウム及びカルシウムは、一般的に10ppm以下で存在することが好ましい。

【0030】

上述した成分系のうちBi、Sn、S、Mn及びBは、各々下記の関係式を満たすことで優秀な被削性及び熱間圧延性を提供することができる。以下、前記Bi、Sn、S、Mn及びBの関係式について詳しく説明する。

【0031】

錫、ビスマス、硫黄及びマンガンの関係式は、下記式(1)の通りである。

【数4】

$$\frac{(Bi+Sn+S)}{Mn} \geq 0.4 \quad \dots (1)$$

(ここで、各元素記号は質量%を表す。以下同様)

【0032】

前記の成分含量規制の他にも、本発明による優秀な被削性を有する無鉛快削鋼を提供するためには、前記式(1)を満たすことが好ましい。すなわち、錫とビスマスは、ともに金属性介在物として鋼材内部で液状金属脆化により被削性を向上させ、硫黄は、MnSの生成により被削性を向上させる。

【0033】

マンガンと硫黄の関係式は、下記式(2)の通りである。

【数5】

$$\frac{Mn^3}{S} \geq 4.6 \quad \dots (2)$$

【0034】

前記の成分含量規制の他にも、本発明による優秀な高温延性を有する無鉛快削鋼を提供するためには、マンガンと硫黄との関係が前記式(2)を満たすことが好ましい。前記式(2)は、マンガンが硫黄と結合して硫黄による熱間脆性を抑制できる程度が必要だということを示す。

【0035】

硼素と窒素の関係式は、下記式(3)の通りである。

【数6】

$$\frac{B}{N} \geq 2.0 \quad \dots (3)$$

【0036】

本発明による優秀な高温延性を有する無鉛快削鋼を提供するために、硼素と窒素は前記式(3)を満たすことが好ましい。すなわち、窒素が存在しても粒界に偏析される硼素によってオーステナイト結晶粒界を強化できる程度の量が必要である。

【0037】

上述した式(1)乃至式(3)のうちいずれか一つの関係のみを満たしても、それによる効果が現れ、二つ以上の関係を同時に満たす場合には、その効果がさらに著しく現われる。したがって、上述した式(1)乃至式(3)のうち一つ以上を満たせば、本発明の権利範囲に含まれるとすることができる。

10

20

30

40

50

【0038】

一方、本発明の無鉛快削鋼は、Mn、Si、Ca及びAl成分による低融点複合酸化性介在物を含む。以下、前記低融点複合酸化性介在物について詳しく説明する。

【0039】

本発明の成分系では、Mn、Si、Ca及びAl成分の酸化が生じ、多様な低融点複合酸化性介在物が形成される。前記介在物を形成するために、Mn、Si、Ca及びAl成分が別途に添加されることが好ましいが、Ca及びAl成分は、鋼内部に基本的に存在する量でも十分に介在物を形成することができる。本発明において、このような介在物は、 $MnO - SiO_2 - Al_2O_3$ 系または $CaO - SiO_2 - Al_2O_3$ 系の形態で存在するようになる。

10

【0040】

前記 $MnO - SiO_2 - Al_2O_3$ 系介在物は、20～65質量%のMnO、25～60質量%の SiO_2 、及び0～30質量%の Al_2O_3 からなり、 $CaO - SiO_2 - Al_2O_3$ 系介在物は、10～55質量%のCaO、35～65質量%の SiO_2 、及び0～25質量%の Al_2O_3 からなることが好ましい。

【0041】

また、このような $MnO - SiO_2 - Al_2O_3$ 系または $CaO - SiO_2 - Al_2O_3$ 系低融点複合酸化性介在物は、線材5gごとに5個以上存在することが好ましい。もし5個以下で存在する場合には、被削性が低下する問題が発生する。

【0042】

以下、本発明を実施例を通じてより具体的に説明する。

20

【0043】

(実施例)

下記の表1、表2及び表3のような成分組成を有する発明鋼及び比較鋼に対して、被削性と高温延性を調査するために、旋削テストと高温引張テストを各々施した。複合酸化性介在物は、ESA法(非金属介在物特殊電解抽出分離法)で分析した。

【0044】

【表1】

区分	C	Si	Mn	P	S	B	Bi	Sn	T [O]	N
発明鋼 1	0.073	0.060	1.151	0.067	0.328	0.0092	0.13	0.14	0.0120	0.0032
発明鋼 2	0.102	0.080	1.235	0.058	0.350	0.0070	0.09	0.11	0.0153	0.0015
発明鋼 3	0.038	0.100	1.250	0.061	0.310	0.0074	0.13	0.09	0.0170	0.0035
発明鋼 4	0.104	0.086	1.380	0.058	0.360	0.0120	0.08	0.11	0.0160	0.0027
比較鋼 1	0.080	0.138	1.449	0.050	0.376	0.0073	0.10	0.10	0.0130	0.0058
比較鋼 2	0.070	0.004	1.162	0.076	0.344	-	0.07	0.11	0.0201	0.0043
比較鋼 3	0.290	0.285	1.020	0.030	0.210	0.0081	-	0.05	0.0110	0.0040
比較鋼 4	0.070	0.002	1.120	0.080	0.298	-	Pb:0.3	-	0.0120	-

【0045】

前記表1において、発明鋼1乃至4及び比較鋼1は本発明の成分系を満たす一方、比較鋼2及び3はB及びBiが各々一致せず、比較鋼4は従来の鉛快削鋼を表す。

【0046】

【表2】

区分	$(Bi + Sn + S) / Mn$	Mn^3 / S	B / N
発明鋼1	0.5	4.65	2.9
発明鋼2	0.4	5.38	4.7
発明鋼3	0.4	6.30	2.1
発明鋼4	0.4	7.30	4.4
比較鋼1	0.4	8.09	1.3
比較鋼2	0.5	4.56	0.0
比較鋼3	0.3	5.05	2.0

【0047】

前記表 2 において、比較鋼 1 及び 2 が B / N の適宜範囲を逸脱しており、比較鋼 3 は (B i + S n + S) / M n の適宜範囲を逸脱していることが分かる。比較鋼 4 は鉛快削鋼であるので、言及しないことにする。

【 0 0 4 8 】

【表 3】

区分	MnO-SiO ₂ -Al ₂ O ₃ 系 複合酸化性介在物			CaO-SiO ₂ -Al ₂ O ₃ 系 複合酸化性介在物			介在物数 (線材 5 g)
	MnO (%)	SiO ₂ (%)	Al ₂ O ₃ (%)	CaO (%)	SiO ₂ (%)	Al ₂ O ₃ (%)	
発明鋼 1	45	35	20	35	45	20	7
発明鋼 2	25	50	25	15	65	20	6
発明鋼 3	50	40	10	30	55	15	12
発明鋼 4	35	40	25	45	50	5	8
比較鋼 1	60	30	10	40	35	25	5
比較鋼 2	80	10	10	25	30	45	2
比較鋼 3	40	40	20	30	55	15	6

10

20

* E S A A (非金属介在物特殊電解抽出分離法) : E x t r a c t i o n & s e p a r a t i o n o f n o n m e t a l l i c i n c l u s i o n i n s t e e l b y e l e c t r o l y s i s i n A A s o l u t i o n u n d e r u l t r a s o n i c w a v e

【 0 0 4 9 】

また、前記表 3 においては、比較鋼 2 に含まれる介在物の数が基準値以下であることが分かる。同様に、鉛快削鋼である比較鋼 4 の介在物の数は、比較対象から除外される。

30

【 0 0 5 0 】

前記発明鋼及び比較鋼に対して、本発明による発明鋼の被削性を評価して、P b 快削鋼を代替できる可能性を確認するために、次のような被削性評価を施した。試片に対する被削性評価は、C N C 旋盤を用いて 2 5 m m 直径の棒材に対して切削油を使わない旋削テストで行った。移送速度は 0 . 3 m m / r e v、切削深さは 0 . 5 m m、そして切削速度は 1 5 0 m / m i n とした。工具の摩耗程度を確認するために、同一時間旋削テストの後、工具のフランク摩耗幅 (V B) を測定して相互比較した。旋削作業による工具摩耗の結果は、表 4 にまとめている。

【 0 0 5 1 】

40

【表 4】

区分	切削時間による工具のフランク摩耗幅 (mm)		
	10分切削	20分切削	30分切削
発明鋼1	0.07	0.14	0.20
発明鋼2	0.09	0.18	0.28
発明鋼3	0.08	0.16	0.24
発明鋼4	0.10	0.19	0.28
比較鋼1	0.08	0.15	0.25
比較鋼2	0.15	0.23	0.32
比較鋼3	0.20	0.34	0.40
比較鋼4	0.16	0.28	0.34

10

【0052】

前記表4から分かるように、切削テストを通じて工具摩耗程度を測定した結果、本発明による環境親和型快削鋼（発明鋼1～4）は、従来のPb快削鋼（比較鋼4）と比較した時、非常に高い水準の工具耐摩耗特性を示した。比較鋼2は、低融点酸化性介在物が形成されることができなかつた場合であつて、ビスマスと錫とMnSの量が十分で被削性は優秀であるが、低融点酸化性介在物が形成されず、発明鋼に比べて被削性が低かつた。また、比較鋼3は、ビスマスと錫の含量未満によつて、工具摩耗が最も早く進行された。

20

【0053】

高温延性評価のために、通常再加熱温度である1250で加熱して1分間維持した後、引張テストを施した。テストの後、破断面にの減少率（RA）を測定して、表5にまとめた。

【0054】

【表5】

30

区分	900℃での破断面減少率	1000℃での破断面減少率	1100℃での破断面減少率	1200℃での破断面減少率
発明鋼1	69	78	82	92
発明鋼2	76	82	85	91
発明鋼3	73	78	83	93
発明鋼4	77	75	80	91
比較鋼1	50	60	62	83
比較鋼2	49	57	60	76
比較鋼3	49	57	60	76
比較鋼4	77	81	88	81

40

【0055】

前記表1及び表2に表すように、本発明の鋼種の場合（発明鋼1～4）Mn³/S比が

50

4.6以上で、低融点のFeS形成による赤熱脆性が抑制され、またB/N比が2.0以上になって、オーステナイト結晶粒界強化効果を得ることができる。これにより、900以上の高温引張の際、破断面減少率が70%以上の優秀な高温延性を確保することができた。したがって、コーナークラックのような表面欠陥が発生する可能性が非常に低い。

【0056】

一方、比較鋼1のように、 Mn^3/S 比が4.6以上であるがB/N比は2.0未満である場合、鋼内部の硼素が主にBNとして析出され、結晶粒界を十分に強化させることができないため、900で60%未満の破断面減少率が現れた。また、 Mn^3/S 比が4.6未満でB/N比も2.0未満である比較鋼2の場合は、もっと低い高温延性を現せた。

【0057】

前記実施例のように、本発明による鋼材は、B、Sn、Mn、S及びNの含量を適切な関係式によって調節するとともに低融点複合酸化性介在物を形成することにより、高速または低速にかかわらず全ての速度の切削過程で現れ得る工具摩耗を抑制することができるので、優秀な被削性を確保するとともに、マンガンと硼素などの元素を最適の比率で添加して、優秀な熱間圧延性を有する環境親和型無鉛快削鋼を提供しようとする。

フロントページの続き

(72)発明者 シン、 サン チュル

大韓民国 790-300 キュンサンブク ド ポハン ナム グ コエドン ドン1 ポスコ
気付

審査官 河野 一夫

(56)参考文献 国際公開第2008/066194(WO, A1)

特開2001-329335(JP, A)

特開2007-146228(JP, A)

特開2004-176176(JP, A)

特開2004-176177(JP, A)

特開2004-068066(JP, A)

特開平03-240931(JP, A)

特開平03-257120(JP, A)

特開平10-158781(JP, A)

特開2006-299296(JP, A)

特開昭53-054114(JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 1/00 - 49/14